

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 09-195005

(43)Date of publication of application : 29.07.1997

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C22C 38/58

(21)Application number : 08-002633

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 10.01.1996

(72)Inventor : SENBA MITSUYUKI
IGARASHI MASAOKI

(54) AUSTENITIC HEAT RESISTANT STEEL EXCELLENT IN HIGH TEMPERATURE STRENGTH

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce an austenitic heat resistant steel excellent in high temp. strength such as creep rupture strength and having performance suitable for the material for apparatus used in a severe high temp. environment.

SOLUTION: This steel contains, by weight, 0.05 to 0.15% C, $\leq 0.3\%$ Si, $\leq 2\%$ Mn, 17 to 25% Cr, 7 to 23% Ni, 2 to 4.5% Cu, 0.1 to 0.8% Nb, 0.001 to 0.01% B, 0.05 to 0.25% N, 0.003 to 0.03% sol.Al, 0 to 0.015% Mg, 0 to 2% Mo, 0 to 4% W, total 0.01 to 0.25% of one or \geq two kinds among Y, La, Ce and Nd, and the balance Fe with inevitable impurities.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 07.08.1998

[Date of sending the examiner's decision of rejection] 20.02.2001

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平9-195005

(43)公開日 平成9年(1997)7月29日

(51)Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00 38/58	3 0 2		C 2 2 C 38/00 38/58	3 0 2 Z

審査請求 未請求 請求項の数1 O L (全 6 頁)

(21)出願番号	特願平8-2633	(71)出願人	000002118 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
(22)出願日	平成8年(1996)1月10日	(72)発明者	仙波 潤之 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住 友金属工業株式会社内
		(72)発明者	五十嵐 正晃 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住 友金属工業株式会社内
		(74)代理人	弁理士 森 道雄 (外1名)

(54)【発明の名称】 高温強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼

(57)【要約】

【課題】クリープ破断強度等の高温強度に優れ、過酷な高温環境下で使用される装置用材料に好適な性能を備えたオーステナイト系耐熱鋼を提供する。

【解決手段】重量%で、

C : 0.05~0.15%、Si : 0.3%以下、

Mn : 2%以下、Cr : 17~25%、

Ni : 7~23%、Cu : 2~4.5%、

Nb : 0.1~0.8%、

B : 0.001~0.01%、

N : 0.05~0.25%、

sol. Al : 0.003~0.03%、

Mg : 0~0.015%、

Mo : 0~2%、W : 0~4%

と、Y、La、CeおよびNdの内の1種または2種以上の合計で0.01~0.25%を含有し、残部がFeおよび不可避の不純物からなる高温強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%で、C : 0.05~0.15%、Si : 0.3%以下、Mn : 2%以下、Cr : 17~25%、Ni : 7~23%、Cu : 2~4.5%、Nb : 0.1~0.8%、B : 0.001~0.01%、N : 0.05~0.25%、sol. Al : 0.003~0.03%、Mg : 0~0.015%、Mo : 0~2%、W : 0~4%と、Y、La、CeおよびNdの内の1種または2種以上の合計で0.01~0.25%を含有し、残部がFeおよび不可避の不純物からなる高温強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、クリープ破断強度等の高温強度に優れ、高温装置用材料に好適な性能を備えたオーステナイト系耐熱鋼に関する。

【0002】

【従来の技術】従来、高温環境下で使用されるボイラや化学プラント等の装置用材料としては、SUS304H、316H、321H、347H等の18Cr-8Ni系のオーステナイト系ステンレス鋼が使用されてきた。しかし、近年、このような高温環境条件がさらに高温化、高圧化される傾向にあり、装置の使用条件が著しく苛酷化してきている。それに伴って、使用される材料に対して、さらに高い性能が要求されるようになってきた。そのために、従来用いられてきた18Cr-8Ni系のオーステナイト系ステンレス鋼は、高温強度の点で要求に答えられなくなっている。

【0003】一般に、オーステナイト系ステンレス鋼の高温強度の改善方法としては、炭窒化物をマトリックスに析出させることによる析出強化を図る手段が採られている。さらに、析出強化に加えて、MoやWを多量に添加し、これらの元素を固溶させることによる固溶強化も有効な改善方法である。前者の析出強化単独の対策では、超々臨界圧発電ボイラの過熱器管のような苛酷な高温環境下で使用される材料としては、強度が不十分である。また、後者の析出強化と固溶強化を併用する対策では、オーステナイト組織を安定化させるために、高価なNiの含有率を高くすることが余儀なくされる。したがって、製造コストの上昇が避けられず、経済性の点で大きな障害となっていた。

【0004】そこで、本発明者らはコストアップを抑えて、高温強度を上げることが可能な手段として、N(窒素)添加鋼に着目した研究を行った。その結果、優れた高温強度と組織安定性を備えた材料を開発し、特開昭62-133048号公報として提案した。この材料は、Nを含有するオーステナイト系ステンレス鋼にCuおよびBを添加し、かつ、SiおよびAlの含有率を低く抑えたことを特徴としている。しかし、最近、上記のように使用環境がさらに苛酷化してきており、また、設備

2

費の抑制を図るために薄肉化も要求されている。そのために、特開昭62-133048号で提案したオーステナイト系耐熱鋼でも、最近の高温強度に関する厳しい要求には答えられなくなった。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記の課題を解決するためになされたものであって、高価なNi含有率を極力抑えて、金属組織の安定性を確保することにより、クリープ破断強度等の高温強度に優れ、過酷な高温環境下で使用される装置用材料に好適な性能を備え、かつ、安価なオーステナイト系耐熱鋼を提供することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、高価なNi含有率を極力抑えて、かつ、金属組織の安定性を確保できることを前提条件として、Nを含むオーステナイト系耐熱鋼のクリープ破断強度を飛躍的に向上させるための対策について、研究開発を行った。その結果、次の対策により、クリープ破断強度を著しく向上させ、かつ、高温で長時間保持しても、強度の低下がほとんどなく安定なオーステナイト系耐熱鋼を得ることが可能であることが分かった。

【0007】① Nを含むオーステナイト系耐熱鋼のSiおよびAl含有率を低くするとともに、CuとNbの両者を含有させる。

【0008】② ①の基本鋼に、微量のY、La、CeおよびNdの1種以上を含有させる。

【0009】上記①および②を組み合わせた場合、高温強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼が得られるのは、次の理由による。微量のY、La、CeおよびNdがNbを含有する微細な炭窒化物の析出を促進するとともに析出物を安定化させる。そのために、高温強度に対して重要な働きを持っているCu析出相の成長粗大化が抑制され、高温強度が向上する。

【0010】本発明は、上記の知見を基になされたものであって、その要旨は、「重量%で、

C : 0.05~0.15%、Si : 0.3%以下、Mn : 2%以下、Cr : 17~25%、Ni : 7~23%、Cu : 2~4.5%、Nb : 0.1~0.8%、B : 0.001~0.01%、N : 0.05~0.25%、sol. Al : 0.003~0.03%、Mg : 0~0.015%、Mo : 0~2%、W : 0~4%

と、Y、La、CeおよびNdの内の1種または2種以上の合計で0.01~0.25%を含有し、残部がFeおよび不可避の不純物からなる高温強度に優れたオーステナイト系耐熱鋼。」にある。

【0011】

【発明の実施の形態】以下、本発明のオーステナイト系耐熱鋼(以下、単に本発明鋼と記す)を構成する合金元

3

素の作用と含有率について説明する。なお、化学組成の%表示は、重量%を表す。

【0012】C：炭化物を形成することにより、耐熱鋼として必要な引張強さやクリーブ破断強度を向上させるのに有効な元素である。その効果を発揮させるためには、0.05%以上必要である。しかし、含有率が0.15%を超えると、それ以上では溶体化状態における未固溶の炭化物量が増加するだけで、高温強度の向上効果は得られない。さらに、靱性等の機械的性質を低下させる。したがって、C含有率の範囲は0.05~0.15%とした。

【0013】Si：脱酸元素として必要な元素であり、耐酸化性の向上にも寄与する元素である。しかし、過剰に含有する場合には、溶接性あるいは熱間加工性が低下し、また、本発明鋼のようなNを含む鋼では、時効中あるいはクリーブ中に析出する窒化物量が増加するので、高温下で使用する際に靱性および延性の低下を招く。

【0014】したがって、Si含有率は0.3%以下とした。靱性や延性を重視する場合には、0.25%以下に抑えることが好ましい。また、本発明鋼におけるSi含有率の下限は、Al含有率が低めに抑えられているので、脱酸効果を得るために0.03%以上とすることが望ましい。

【0015】Mn：Siと同様に脱酸作用を有し、また、熱間加工性の向上に有効な元素である。しかし、2%を超えると耐熱特性、特に耐酸化性を低下させるので、Mn含有率の上限は2%とした。なお、脱酸作用や熱間加工性の向上効果を得るためには、0.05%以上とすることが望ましく、上限はクリーブ破断強度の観点からは0.5%に抑えるのがよい。

【0016】Cr：高温での耐酸化性、耐水蒸気酸化性および耐高温腐食性等の耐食性を向上させるために必要な元素であり、これらの性能は含有率の増加に伴って向上する。しかし、その含有率が17%未満では上記の効果が得られない。また、Cr含有率の上限は、後述のようにNi含有率を23%以下とする関係上、オーステナイト組織を確保するために、25%とした。Niが23%の場合、Cr含有率が25%を超えると、フェライトやσ相が生成する可能性があるためである。したがって、Cr含有率は17~25%とした。

【0017】Ni：安定なオーステナイト組織を確保する上で必須の合金元素である。Niの最適な含有率は、鋼中に含まれるCr、Mo、W、Nb等のフェライト生成元素やC、N等のオーステナイト生成元素の含有率によって決まる。本発明鋼では、7%未満ではオーステナイト組織の安定化が困難であり、一方、23%を超えると製造コストが上昇し過ぎるので、Ni含有率は7~23%とした。

【0018】Cu：クリーブ中に微細なCu相としてマトリックスに分散して析出し、クリーブ破断強度を向上

4

させる働きがある。その効果を得るためには2%以上含有することが必要である。しかし、含有率が4.5%を超えると、クリーブ破断延性や加工性が悪くなる。そのために、Cu含有率は2~4.5%とした。

【0019】Nb：Nbは微細な炭窒化物として析出し、析出物の分散強化によるクリーブ破断強度の改善に有効な元素である。この効果を発揮させるためには、0.1%以上必要である。一方、含有率が0.8%を超えると、溶体化状態で未固溶の炭窒化物が増加するので、機械的性質の低下を招く。したがって、上限は0.8%とした。

【0020】N：Nは高温強度を向上させるとともに、オーステナイト組織を安定化させる働きがある。そのため、高価な元素であるNiの一部を代替する元素として用いられる。ただし、N含有率が0.05%未満では十分な効果が得られない。

【0021】一方、NはCに比較して固溶限が大きいので、含有率が比較的多い場合でも溶体化状態で十分固溶する。そのために、時効中に生成する窒化物の析出量が少なく、靱性の低下も比較的少ない。しかし、N含有率が0.25%を超えると、時効後靱性が低下する。したがって、N含有率は0.05~0.25%とした。

【0022】sol. Al：脱酸剤として添加される元素であり、0.003%以上含有することが必要である。しかし、0.03%を超えると、高温下で長時間保持された場合、σ相等の金属間化合物の析出が促進され、靱性およびクリーブ破断強度が低下する。このような観点から、sol. Alの含有率は0.003~0.03%と定めた。好ましくは、0.003~0.02%である。

【0023】B：Bは、結晶粒界を強化する働きを持っている。また、CあるいはNと化合物を形成し、その微細な炭窒化物には分散析出強化作用がある。この作用により、クリーブ破断強度が向上する。この効果を発揮させるためには、0.001%以上を必要とする。一方、B含有率が0.01%を超えると溶接性を害する。したがって、B含有率は0.001~0.01%とした。

【0024】Y、La、Ce、Nd：これらの元素は、本発明鋼においては、微細な炭窒化物の析出を促進するとともに、析出物を安定化する働きがある。微細な炭窒化物は、高温強度に対して重要な役割を果たすCu相の成長粗大化を抑制するので、クリーブ破断強度を飛躍的に向上させる。その効果を発揮させるためには、これらの元素の内、少なくともいずれか1種を含む必要があり、単独では、Y、La、CeおよびNdとも0.01%以上を必要とする。しかし、過剰に含む場合には、熱間加工性が悪く、また、クリーブ破断強度の向上効果も飽和するので、上限はY、La、CeおよびNdとも、0.25%とした。したがって、これらの元素の含有率の範囲は、0.01~0.25%、さらに好ましくは

0.02~0.2%である。

【0025】これらの元素は1種だけ含有させてもよく、また、2種以上複合して含有させてもよい。なお、本発明鋼においては、これらの元素は、いずれも同様な作用効果を持っているので、2種以上同時に含ませる場合には、合計で0.01~0.25%の範囲とする必要がある。

【0026】MoおよびW: MoおよびWは、必要に応じて添加される元素であり、主として固溶強化元素として、クリープ破断強度を向上させる働きがある。その効果を得るためには、Moは0.3%以上、Wは0.5%以上とするのが望ましい。

【0027】一方、Moは2%、Wは4%を超えると、クリープ破断強度の向上効果が飽和し、耐食性、加工性が悪くなるとともに、これらの合金材料は高価なため経済性の面でも不利になる。したがって、これらの元素を含有させる場合には、Mo含有率は0.3~2%、W含有率は0.5~4%とするのがよい。好ましくは、Moは0.5~1.5%、Wは1~2%である。

【0028】Mg: 溶鋼の脱酸剤として、必要に応じて用いる元素である。本発明鋼においては、Alの含有率が低い場合に、溶鋼の脱酸を十分に行うために用いるのが望ましい。その他、Mgはクリープ破断強度の向上効果も持っている。これらの効果を得るためには、0.001%以上含むことが必要であり、0.015%を超え*

*ると加工性や溶接性が悪くなる。したがって、Mgを含有させる場合には、0.001~0.015%が好ましい。

【0029】上記の化学組成を備えた本発明鋼は、通常商業的な生産に用いられている設備およびプロセスによって製造することができる。所定の化学組成の本発明鋼を得るためには、電気炉、転炉、真空脱炭炉(VOD炉)あるいはアルゴン-酸素脱炭炉(AOD炉)を利用すればよい。特に、本発明鋼には、Y、La、Ce、Ndなどの酸化されやすい合金元素が添加されるので、予め溶鋼を真空処理することも有効である。鋼管を製造する場合には、成分調整された溶鋼を、連続铸造法または造塊法によって、ビレットあるいは鋼塊に铸造する。鋼塊はさらにビレットに加工し、これらのビレットを熱間で製管し、必要に応じて冷間圧延、冷間抽伸等を行って製品の鋼管に仕上げる。鋼板あるいは形鋼等の鋼材を製造する場合には、それぞれ通常用いられる製造方法に従えばよい。

【0030】

【実施例】表1に、本実施例に用いた供試材の化学組成を示す。供試材No. 1~21は本発明例、供試材No. A~Gは比較例である。

【0031】

【表1】

	供試材	化 学 組 成 (重量%)																	700℃, 1000h クリープ破断強度 (kgf/mm ²)
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	Fe	B	Al	N	Y	La	Ce	Nd	Mg	Mo	W	
本 発 明 例	1	0.10	0.21	0.22	18.1	9.2	0.41	残	0.0046	0.010	0.112	0.03	—	—	—	—	—	18.1	
	2	0.10	0.24	0.28	18.0	9.0	0.43	"	0.0033	0.013	0.102	0.11	—	—	—	—	—	18.4	
	3	0.14	0.17	0.31	18.3	9.1	0.49	"	0.0035	0.018	0.116	0.18	—	—	—	—	—	18.6	
	4	0.08	0.26	0.72	18.1	9.1	0.42	"	0.0045	0.016	0.098	—	0.05	—	—	—	—	18.3	
	5	0.10	0.18	0.11	17.9	8.9	0.37	"	0.0037	0.019	0.073	—	—	0.03	—	—	—	18.0	
	6	0.07	0.21	0.27	18.0	9.3	0.50	"	0.0040	0.020	0.103	—	—	0.02	0.03	—	—	18.4	
	7	0.10	0.20	0.25	18.2	9.2	0.49	"	0.0043	0.012	0.105	—	0.04	—	—	0.012	—	19.2	
	8	0.10	0.24	0.26	23.3	17.8	0.47	"	0.0028	0.017	0.224	0.04	—	—	—	—	—	20.5	
	9	0.09	0.23	0.08	22.9	18.2	0.47	"	0.0041	0.016	0.212	—	0.02	—	—	—	1.51	21.2	
	10	0.10	0.22	0.25	23.0	18.1	0.46	"	0.0037	0.012	0.235	—	—	0.04	—	—	2.23	20.3	
	11	0.11	0.25	0.23	22.8	18.1	0.43	"	0.0040	0.015	0.217	—	—	0.14	—	—	1.55	20.8	
	12	0.09	0.19	0.23	23.2	18.3	0.48	"	0.0038	0.013	0.221	—	—	0.23	—	—	1.49	21.1	
	13	0.08	0.24	0.40	23.2	18.3	0.48	"	0.0044	0.011	0.205	—	—	—	0.05	—	—	1.52	20.0
	14	0.10	0.22	0.29	23.1	18.2	0.45	"	0.0039	0.011	0.221	—	—	—	0.11	—	—	1.35	20.6
	15	0.10	0.22	0.25	23.4	17.4	0.34	"	0.0046	0.013	0.220	—	0.06	—	—	—	0.95	20.3	
	16	0.10	0.21	0.45	23.1	19.2	0.40	"	0.0042	0.015	0.216	—	—	0.09	—	—	1.89	20.9	
	17	0.06	0.18	0.34	22.8	18.2	0.16	"	0.0042	0.015	0.223	—	—	—	0.06	—	0.79	1.07	20.5
	18	0.09	0.15	1.47	22.8	18.1	0.43	"	0.0037	0.019	0.219	0.08	—	—	—	0.009	—	1.56	21.3
	19	0.10	0.19	0.20	23.0	18.2	0.40	"	0.0043	0.016	0.206	—	0.08	—	—	0.015	—	1.41	21.4
	20	0.10	0.11	0.21	22.9	18.0	0.45	"	0.0037	0.015	0.208	—	0.20	—	—	0.013	—	1.46	21.7
	21	0.09	0.19	0.25	23.0	16.4	0.42	"	0.0083	0.018	0.214	—	—	0.07	—	0.010	1.34	—	21.4
比 較 例	A	0.10	0.22	0.25	18.2	9.3	0.42	"	0.0041	0.015	0.102	—	—	—	—	—	—	16.5	
	B	0.11	0.24	0.36	18.1	9.5	0.48	"	0.0038	0.018	0.113	—	—	—	—	—	—	16.3	
	C	0.11	0.21	0.24	18.5	9.2	0.45	"	0.0038	0.012	0.101	—	—	—	—	0.015	—	17.0	
	D	0.11	0.19	0.23	23.1	17.9	0.50	"	0.0041	0.016	0.219	—	—	—	—	—	—	18.5	
	E	0.10	0.20	0.22	22.9	18.2	0.48	"	0.0044	0.014	0.210	—	—	0.31	—	—	—	21.0	
	F	0.09	0.23	0.25	23.3	18.0	0.37	"	0.0040	0.018	0.213	—	—	—	—	—	1.02	18.6	
	G	0.11	0.19	0.28	23.3	18.4	0.44	"	0.0043	0.019	0.207	—	—	—	—	0.013	—	1.45	19.5

【0032】各供試材は、真空高周波誘導炉によって、それぞれの化学組成の溶鋼を溶製し、20kgインゴットに铸造した後、各インゴットを鍛造、冷間圧延し、さ

らに1200℃で固溶化熱処理を施すことによって作製した。インゴットの径は100mm、冷間圧延後の供試材は、厚さ10mm、幅60mm、長さ700mmであ

る。

【0033】各供試材から、JIS Z 2272に従って、クリープ破断試験片（直径6mm、標点距離30mm）を採取し、クリープ破断試験を行った。クリープ破断試験は、650～750℃の温度範囲で、応力を変えて実施し、ラルソンミラーパラメータ法により700℃、1000時間クリープ破断強度を求めた。

【0034】表1に、各供試材のクリープ破断強度を示した。本発明例の供試材No. 1～21のクリープ破断強度は、18.0～21.7kgf/mm²の範囲にあり良好である。それに対して、比較例の供試材No. A～Gのクリープ破断強度は、供試材No. Eの21.0kgf/mm²を除くと、16.5～19.5kgf/mm²であり、全般的に低めである。なお、比較例の供試材No. Eについては、Ceを本発明の範囲の上限を超えて多量に含んでいるので、クリープ破断強度は高いものの、本発明例の高いものと同程度であり、熱間加工性に劣る。そのために、製品に加工する際に、割れ等が発生するという欠陥がある。

【0035】700℃、1000時間クリープ破断強度について、本発明例と比較例をさらに詳細に比較した。

【0036】表2に、Y、La、CeおよびNd以外の化学組成が類似し、Y、La、CeおよびNdを含む本発明例とこれらの元素を含まない比較例を対比して、クリープ破断強度を示した。表2から明らかなように、Y、La、CeおよびNdの内の少なくとも1つの元素を0.01～0.25%含む本発明例は、これらの元素を含まない比較例に比べて、クリープ破断強度が高いことが分かる。このように、Y、La、CeおよびNdは、本発明鋼にとって、極めて重要な働きをすることが確認された。

【0037】

【表2】

表 2

比較 No	比較供試材No.		クリープ破断強度(kgf/mm ²)*	
	本発明例	比較例	本発明例	比較例
1	2	A	18.4	16.5
2	6	B	18.4	16.3
3	7	C	19.2	17.0
4	10	D	20.3	18.5
5	15	F	20.3	18.6
6	20	G	21.7	19.5

*：700℃、1000時間クリープ破断強度

【0038】図1に、表1に示したY、La、Ce、Ndに関するデータの内、Ceを例にとって、Ceの含有率と700℃、1000時間クリープ破断強度との関係を示す。図1から、Ce含有率0.01%以上でクリープ破断強度が飛躍的に向上することが分かる。しかし、0.25%以上では、Ce含有率を上げててもクリープ破断強度の向上効果はそれ以上高くはならなかった。また、Ce含有率が0.25%を超えると、熱間加工性等が低下する。したがって、本発明鋼においては、Ce含有率は0.01～0.25%とした。

【0039】先に示した表1および表2からも明らかなように、Y、LaおよびNdについても、Ceと同様の効果があり、各元素を単独で用いる場合には単独で、複合で用いる場合はその合計で、0.01～0.25%含有させるのが適当である。

【0040】このようなY、La、CeおよびNdは、微細な炭窒化物の析出を促進するとともに、析出物を安定化する働きがある。これらの微細な炭窒化物は、高温強度に対して重要役割を果たすCu相の成長粗大化を抑制するので、本発明鋼のクリープ破断強度を飛躍的に向上させる。

【0041】

【発明の効果】本発明のオーステナイト系耐熱鋼は高温強度に優れ、かつ、高温長時間におけるクリープ破断強度にも優れている。しかも、高価な合金元素であるNiの含有率を極力低く抑えた上で、金属組織を安定化させているので、経済性の面でも有利である。したがって、本発明鋼は、ボイラや化学プラント等、高温環境下で使用する装置用材料として好適であり、広い範囲で利用することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】Ceの含有率と700℃、1000時間クリープ破断強度との関係を示す図である。

【図1】

